

УДК 621.793.14

**КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С БИМОДАЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ
НА ОСНОВЕ МИКРО- И НАНОПОРОШКОВ АЛМАЗА****д-р техн. наук, доц. В.И. ЖОРНИК****(Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск)**

Рассматривается получение беспористого поликристаллического материала на основе микропорошка алмаза. Показано, что введение в состав исходной шихты, содержащей частицы микропорошков алмаза, добавки в виде нанопорошков алмаза, а также модифицирование микро- и нанопорошков алмаза карбидообразующими элементами (кремний, бор) позволяют снизить уровень режимов спекания (температура, давление) и сформировать бимодальную структуру поликристаллического композиционного сверхтвёрдого материала с повышенными физико-механическими характеристиками (плотность, твердость, трещиностойкость). Сделан вывод, что одной из рациональных областей применения алмазных композитов с бимодальной структурой является правящий алмазный инструмент (карандаши, иглы).

Ключевые слова: композиционные материалы, микропорошки алмаза, модифицирование.

Введение. Структурно-фазовое состояние любого материала в значительной степени определяет его свойства. Структура материала – это качественная характеристика взаиморасположения и взаимосвязей его определенных составных частей – структурных элементов. В зависимости от принятого масштаба можно выделить в любом материале разные структурные уровни, образующие некоторую последовательность, или иерархию. Эти структурные уровни не являются независимыми, каждая структура более крупного масштаба включает в себя в той или иной степени характерные черты всех нижележащих уровней. Таким образом, материал представляется как сложная многоуровневая иерархическая система. При этом выделенный для одного структурного уровня элемент, условно рассматриваемый как единое целое, выступает как подсистема со сложной внутренней структурой для другого, более низкого уровня, построенная из других выделенных элементов [1]. В настоящее время все более пристальное внимание в материаловедении уделяется формированию мультимодального структурного строения материала. При этом предполагается целенаправленное механическое, термическое, электрофизическое или химическое воздействие на материал для управляемого изменения его структурно-фазового состояния на различных размерных уровнях с формированием материала с различными степенями нано-, микро-, мезо- и макрогетерогенности, что позволяет повышать уровень широкого спектра его эксплуатационных характеристик.

Большой интерес, возникший в последние десятилетия к нанокompозитным структурам и наноструктурированным материалам, связан, прежде всего, с ожиданием различных размерных эффектов на наночастицах или наноструктурах, размеры которых соизмеримы или меньше, чем характерный корреляционный масштаб того или иного физического явления. При этом принципиально меняются физические явления, лежащие в основе работы элементов, происходит переход от стационарных равновесных состояний к самоорганизующейся диссипативной структуре, подчиняющейся неравновесной термодинамике и законам синергетики [2].

Прикладной интерес к наноматериалам обусловлен возможностью значительного модифицирования или даже принципиального изменения свойств известных материалов, а также новыми возможностями, которые открывает нанотехнология в создании материалов и изделий из структурных элементов нанометрового диапазона. Решение этих задач требует принципиально новых подходов как в области материаловедения, так и в области технологии синтеза и формообразования. Переход на субмикронный и нанометровый диапазон размеров элементов требует учета факторов масштабирования, отражающих влияние геометрических размеров на свойства материала. Становится возможным путем варьирования структурными и размерными параметрами (толщиной пленок, размерами включений, структурой границ раздела и пр.) в широких пределах менять энергетические характеристики создаваемой системы, а значит, получать необходимую комбинацию различных свойств (механических, электрофизических, оптических и других). Появляется реальная возможность изменять свойства материала, придавая ему характеристики, недостижимые для объемных материалов с традиционной микроразмерной структурой [3].

Современные тенденции в технологии обработки, направленные на интенсификацию ее процесса и повышение точности получаемых изделий, требуют применения новых инструментальных материалов для изготовления формообразующего, лезвийного и правящего инструмента, в частности поликристаллических композиционных сверхтвёрдых материалов (ПКСТМ) на основе алмаза и кубического нитрида бора. При этом к инструментальному материалу предъявляются повышенные требования по широкому спектру свойств (твердость, теплопроводность, термостойкость, трещиностойкость). Получение беспористых поликристаллических материалов на основе микропорошка алмаза возможно при использовании высоких

давлений (свыше 8 ГПа) и температур (свыше 2000 °С), что экономически неоправданно из-за низкой стойкости дорогостоящих аппаратов высокого давления (АВД). Снижение уровня режимов термобарического спекания и формирование мелкодисперсной структуры спеченных композитов – важная научно-техническая задача. Управление процессами формирования структуры поликристаллов позволяет создавать материалы с заданным уровнем дисперсности структуры и требуемым сочетанием физико-механических свойств.

Целью работы выступает разработка метода получения ПКСТМ с бимодальной структурой на основе модифицированных карбидообразующими элементами микро- и нанопорошков алмаза, исследование его структурного состояния и свойств, а также определение области его рационального применения.

Материалы и методика исследования. В качестве исходных материалов использовались микропорошок алмазов статического синтеза АСМ с размером алмазов в диапазоне 10...14 мкм и удельной поверхностью $S_{уд} = 0,42 \text{ м}^2/\text{г}$ (пр-во ЗАИ ПО «Кристалл», г. Гомель. – ГОСТ 9206-80) и порошок наноалмазов детонационного синтеза (ультрадисперсный алмаз (УДА) с размером частиц 4...10 нм и удельной поверхностью $S_{уд} = 350 \text{ м}^2/\text{г}$ (пр-во НП ЗАО «Синта», г. Минск. – ТУ РБ 28619110.001-95).

Модифицирование поверхности алмазных порошков карбидообразующими элементами осуществлялось путем их высокотемпературного отжига в защитной атмосфере с осаждением активирующих добавок из газовой фазы в ходе газотранспортных реакций.

Модифицирующий отжиг алмазных порошков различных типов осуществлялся в герметичном контейнере под плавким затвором в восстановительной атмосфере диссоциированного аммиака, содержащей хлориды соответствующих соединений, в температурном интервале 800...950 °С при изотермической выдержке в течение 1...4 часов. В случае модифицирования порошков кремнием в контейнер помещали насыщающий источник в виде высокодисперсного карбида кремния (ГОСТ 26327-84), при модифицировании бором использовался микропорошок бора (ТУ 2112-001-49534204-2003).

Технологические процессы модифицирования алмаза, базирующиеся на газофазном осаждении из хлорсодержащих сред карбидообразующих элементов, характеризуются высокой эффективностью. Для реализации процесса не требуется применение вакуума, возможно получение высококачественных покрытий из широкого круга карбидообразующих элементов, основанных на образовании химических соединений в системе «алмаз – покрытие». Морфология модифицирования карбидообразующими элементами алмазных порошков представлена на рисунке 1, рентгенограмма алмазного порошка после отжига с карбидом кремния показана на рисунке 2.

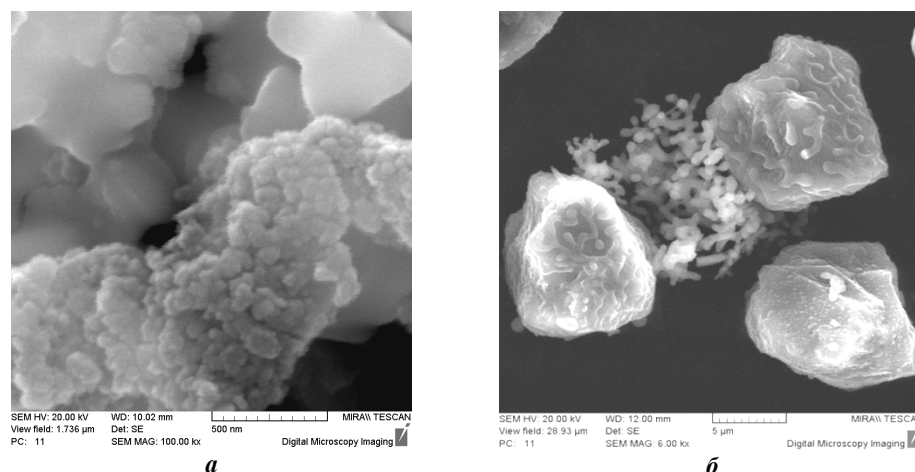


Рисунок 1. – Морфология порошков УДА после модифицирования бором (а) и порошков АСМ 14/10 после модифицирования кремнием (б) (между зернами алмаза видны дендритные агломераты кремния)

Поликристаллические сверхтвердые материалы на основе модифицированных микро- и нанопорошков алмаза получались методом термобарического спекания на гидравлическом прессе модели ДО-138Б в аппаратах высокого давления (АВД) в следующем диапазоне технологических параметров: давление – 5...8 ГПа, температура – 1500...2200 °С, продолжительность спекания – 10...60 с.

Структурно-фазовое состояние ПКСТМ исследовалось методами рентгеноструктурного (дифрактометр D8 ADVANCE), рентгеноспектрального (микрорентгеноспектральный анализатор «INCA Energy 350») и дюрометрического (микротвердомер «Micromet-II») анализов, а также методами атомно-силовой (атомно-силовой микроскоп НАНОТОП-206), сканирующей электронной (сканирующий электронный микроскоп высокого разрешения «Mira») и оптической (микроскоп МИКРО 200-01) микроскопии.

Определение удельной поверхности проводили методом BET на анализаторе площади поверхности и размера пор SA 3100 фирмы «BECKMANCOULTER» (США). Анализ гранулометрического состава проводили на автоматическом анализаторе изображения «Mini-Magiscan» фирмы «Joyce Loebel» (Англия) по программе «Автоскан».

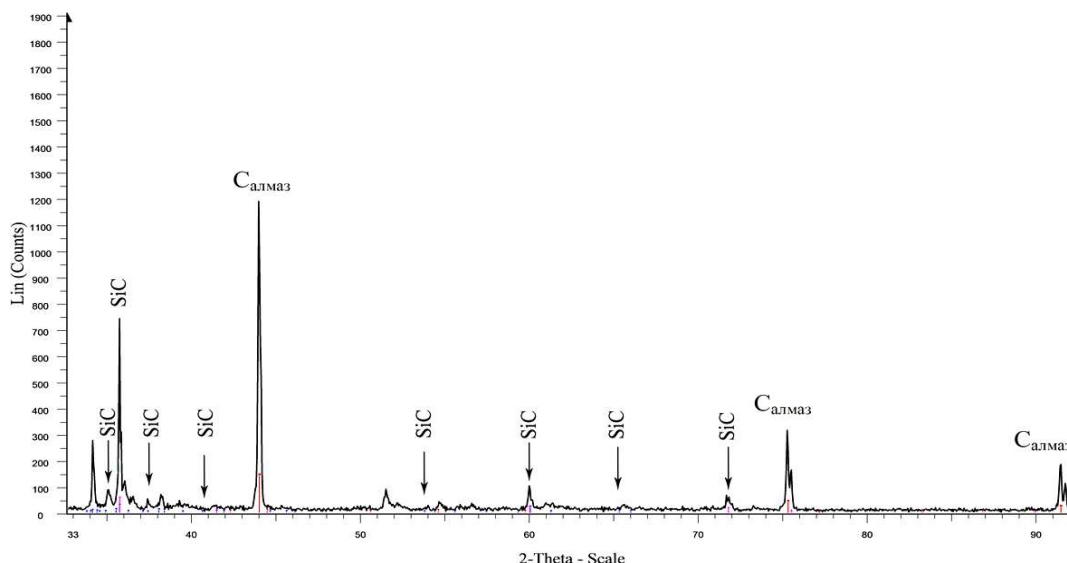


Рисунок 2. – Рентгенограмма алмазного микропорошка после отжига с карбидом кремния

Оценка качества получаемых ПКСТМ осуществлялась на основе результатов определения по общепринятым методикам комплекса их свойств, включая плотность, микротвердость, трещиностойкость. Оценка работоспособности правящего алмазного инструмента (карандашей и игл) осуществлялась по методикам, изложенным в ГОСТ 607-80 и ГОСТ 17564-85.

Результаты исследований и их обсуждение

Структура и свойства алмазных композитов с бимодальным строением. В работе [4] изложена методика модифицирования порошка УДА путем его отжига в защитной или восстановительной атмосфере методом химико-термической обработки, которая заключается в диффузионном насыщении поверхностного слоя частиц порошка различными элементами из газовой фазы. Для изменения структурно-фазового состава поверхности наноалмазов применялся также высокотемпературный отжиг в условиях вакуума.

Приведенные в работе [4] результаты исследований и данные других авторов, например [5], показывают, что модифицирование порошка УДА в ряде случаев позволяет повысить его прессуемость, что способствует повышению свойств поликристаллических алмазных материалов, получаемых спеканием под давлением. В частности, показано, что модифицирование порошка УДА бором наиболее эффективно с точки зрения улучшения его прессуемости, повышения стойкости против графитизации при спекании в условиях высоких давлений и температур. Химико-термическая обработка порошка УДА проводилась в атмосфере паров трихлорида бора при температуре 870 °С. Транспорт элементов осуществлялся через газовую фазу с последующим разложением на поверхности наноалмазов трихлорида бора. Бор обладает сродством к углероду и адсорбирует кислород, что способствует лучшей уплотняемости в процессе термобарического спекания УДА. В процессе спекания под давлением бор взаимодействует с углеродом с образованием карбида бора, который является высокотвердым тугоплавким химическим соединением и может служить связующим для алмазной керамики на основе УДА. Использование модифицированных порошков УДА позволяет добиться равномерного распределения образовавшихся тугоплавких карбидов в спеченном материале. Кроме того, вследствие своих каталитических свойств бор, так же как и металлы-катализаторы, снижает P-, T-условия фазового превращения «графит – алмаз», но при этом термостойкость таких поликристаллов существенно выше.

В таблице 1 представлены данные по влиянию концентрации УДА (В) ($C_{УДА(В)} = 0...35$ масс. %) и режимов спекания (T, P, t) на свойства компакта (твердость, трещиностойкость), анализ, которых показывает, что наиболее высокий уровень оцениваемых характеристик отмечен у образцов, полученных при $T = 1900$ °С, $P = 6,5$ ГПа, $t = 15$ с, при концентрации порошка УДА (В) 20 масс. % ($HV = 62,0$ ГПа, $K_{Ic} = 9,2$ МПа·м^{1/2}). При этом, как видно из графика, представленного на рисунке 3, максимальная плотность ПКСТМ состава 80% АСМ (Si)+20% УДА (В) при давлении 6,5 ГПа и продолжительности спекания 15 с получена при температуре 1900 °С и составила 3,44 г/см³. Более высокий уровень температуры и продолжительности спекания, вызывает рост зерна и графитизацию алмаза, что негативно сказывается на физико-механических характеристиках композита.

Таблица 1. – Коэффициент трещиностойкости и микротвердость компакта на основе шихты ACM(Si)+УДА(В)

C _{УДА(В)} , масс. %	Режим термобарической обработки			Коэффициент трещиностойкости K_{IC} , МПа·м ^{1/2}	Микротвердость HV , ГПа
	Температура спекания, °С	Давление, ГПа	Продолжительность спекания, с		
0	1900	6,0	15	5,8	42,3
10	1650	5,5	15	6,5	46,2
15	1700	6,0	15	7,1	50,2
15	1800	6,5	20	7,3	55,6
20	1900	6,5	20	8,7	60
25	1950	7,0	30	5,6	47,2
25	1800	7,5	25	7,0	53,9
30	1800	6,0	30	6,7	51,5
35	1750	6,0	20	6,3	47,2

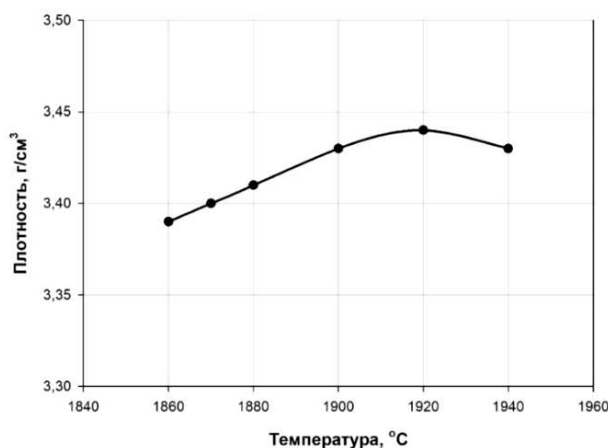


Рисунок 3. – Зависимость плотности ПКСТМ состава ACM(Si)+УДА(В) от температуры спекания

Проведенный анализ морфологии модифицированных алмазных микропорошков показал, что кремний адсорбируется на поверхности алмазных зерен в виде частиц округлой (каплевидной) формы, которые в процессе роста объединяются в сплошную пленку толщиной порядка 200 нм, частично либо полностью покрывающую алмаз.

Количество карбида кремния SiC в ПКСТМ и фазовый состав последнего можно определить с использованием методики, представленной в работе [6]. Если предположить, что в процессе спекания часть алмаза претерпевает превращение в графитоподобный углерод, а затем в карбид кремния, то объемное содержание алмаза φ_a в конечном материале можно определить следующим образом:

$$\varphi_a = r(1 - \varepsilon_0) + (1 - \alpha) = 0,23(1 - 0,2) + (1 - 0,23) = 0,8 \rightarrow 80\%, \quad (1)$$

где ε_0 – пористость сформированной заготовки из алмазного порошка; r – коэффициент, зависящий от режима спекания ПКСТМ.

Объемное содержание карбида кремния φ_k будет определяться количеством углерода, вступившего в реакцию с кремнием:

$$\varphi_k = r(1 - \varepsilon_0)\alpha M_k \rho_a / M_c \rho_k = \frac{0,23(1 - 0,2)0,23 \cdot 40,11 \cdot 3,5}{12,0107 \cdot 3,21} = 0,154 \rightarrow 15,4\%, \quad (2)$$

где M_k и M_c – соответственно молекулярные массы карбида кремния и углерода; ρ_a и ρ_k – плотности алмаза и карбида кремния соответственно; α – степень превращения алмаза в карбид кремния SiC, которая зависит от зернистости алмазного порошка [6].

Содержание непрореагировавшего кремния φ_{Si} в беспористом материале будет равно

$$\varphi_{Si} = 1 - (\varphi_k + \varphi_a) = 1 - (0,154 + 0,8) = 0,046 \rightarrow 4,6\%. \quad (3)$$

Из приведенных расчетов следует, что количество кремния, вступившего в реакции с графитоподобным углеродом с образованием в результате карбида кремния, достигает 77%.

Рентгеноструктурный анализ спеченных образцов показал, что при режимах термобарической обработки в пределах температуры спекания 1750...1950 °С, при давлении в диапазоне от 5,5...7,5 ГПа в течение 15...25 с на рентгенограмме отмечено появление карбида кремния SiC, который образуется

в результате частичной графитизации алмаза и последующей реакции графита с кремнием с образованием высокодисперсного SiC (рисунок 4).

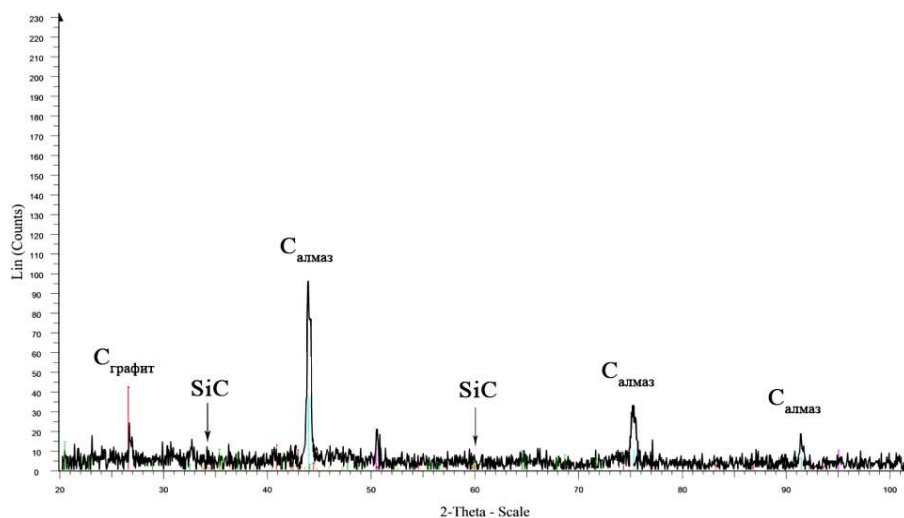
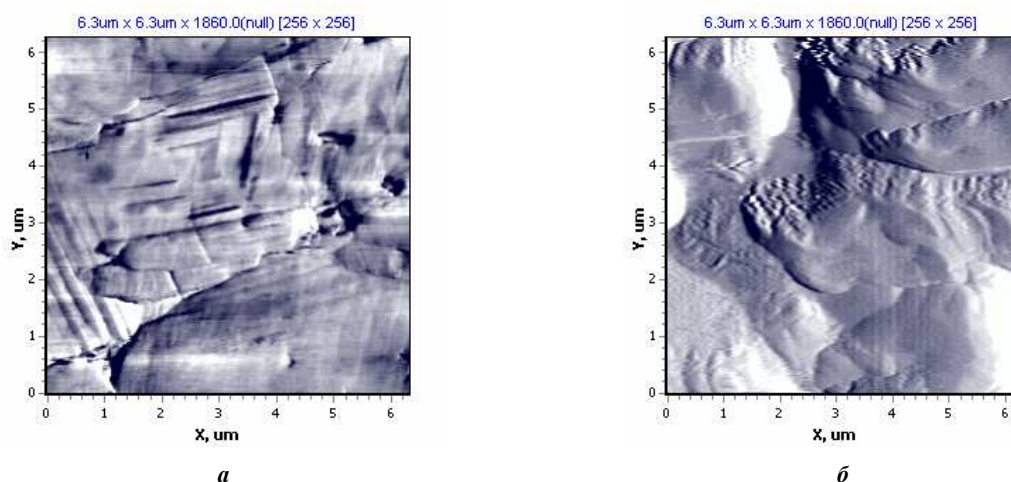


Рисунок 4. – Рентгенограмма спеченного при $T = 1900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 6,5\text{ ГПа}$, $t = 15\text{ с}$ композита состава АСМ(Si)+УДА(В) (излучение Cu-K $_{\alpha}$)

На рентгенограмме присутствует и небольшое количество рефлексов, которые не удалось расшифровать в базе данных картотеки PDF-2. При увеличении продолжительности термобарического спекания образцов свыше 25 с, а также при увеличении температуры термобарического спекания образцов свыше $1950\text{ }^{\circ}\text{C}$, в которых отмечается присутствие графита вследствие большей степени графитизации алмаза.

На рисунке 5 представлена морфология поверхности ПКСТМ на основе микропорошка АСМ 14/10, модифицированного кремнием, и компакта состава АСМ(Si)+УДА(В) после термобарической обработки по режиму: $T = 1900\text{ }^{\circ}\text{C}$; $P = 6,5\text{ ГПа}$; $t = 15\text{ с}$.

Из приведенных иллюстраций можно заключить, что добавление УДА(В) к модифицированному кремнием микропорошку алмаза значительно влияет на формирование межзёренных приграничных областей спеченного компакта, в то время как для компакта без добавления УДА(В) характерно наличие резко очерченных межзёренных границ (рисунок 5, а). Морфология поверхности компакта, модифицированного порошком УДА(В), имеет более однородную и плотную структуру с наличием сплавленных межзёренных границ (рисунок 5, б).



а – АСМ(Si); б – АСМ(Si)+УДА(В)

Рисунок 5. – Морфология поверхности ПКСТМ после термобарической обработки ($T = 1900\text{ }^{\circ}\text{C}$; $P = 6,5\text{ ГПа}$; $t = 15\text{ с}$)

Спеченный композиционный материал на основе шихты АСМ 14/10(Si)+УДА(В) также характеризуется более высокой трещиностойкостью (таблица 2).

Таблица 2. – Свойства поликристаллического сверхтвёрдого материала на основе алмазных микропорошков

Состав шихты	Плотность ρ , г/см ³	Коэффициент трещиностойкости K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}	Твёрдость HV , ГПа
<i>Алмазный ПКСТМ без модифицирования и добавки УДА(В)</i>			
АСМ 14/10	3,23	6,5	37
<i>Алмазный ПКСТМ с модифицированием и добавкой УДА(В)</i>			
АСМ 14/10(Si)+УДА(В)	3,44	9,2	62

Модельные представления процесса формирования бимодальной структуры. Физико-механические свойства композиционных материалов на основе алмазных порошков существенным образом зависят от фазового состава, дисперсности и взаимодействия компонентов шихты. Как правило, спекание таких материалов проводят при высоких давлениях в области термодинамической стабильности алмаза. Наличие в матрице определенных тугоплавких соединений позволяет повысить пластичность композита, уменьшить процессы рекристаллизации и обратного фазового превращения «алмаз – графит». Использование порошков УДА позволяет рассматривать возможность использования их как активаторов спекания. Использование карбидообразующих элементов позволяет снизить параметры термобарического спекания. Механизм формирования бимодальной структуры ПКСТМ отображен на рисунке 6 на примере композита состава АСМ(Si)+УДА(В).

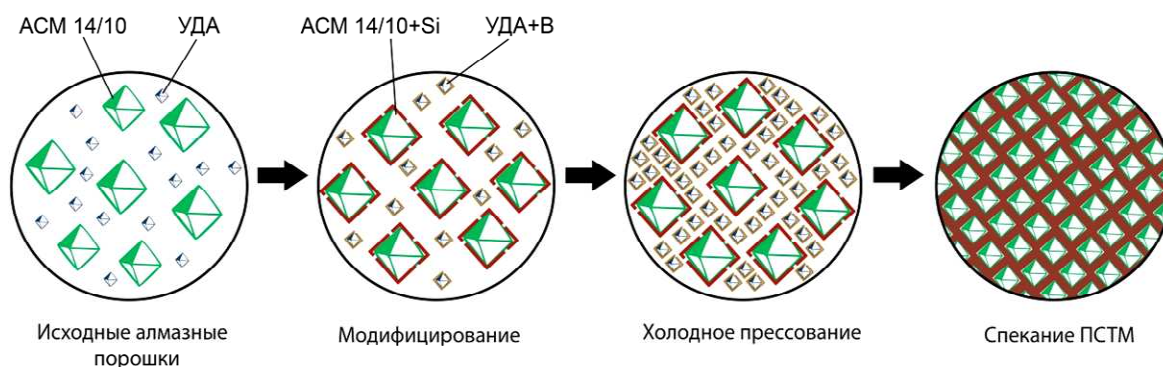
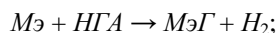


Рисунок 6. – Модельные представления процесса формирования структуры ПКСТМ состава АСМ(Si)+УДА(В)

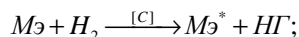
Сверхтвёрдый композиционный материал на основе алмазных микро- и нанопорошков изготовлен методом термобарического спекания с предварительной обработкой алмазных порошков в виде модифицирования карбидообразующими элементами (кремнием и бором). В основу технологии модифицирования положен процесс химико-термической обработки с участием хлорирующего реагента. Механизм транспортных реакций при этом включает в себя следующие стадии: хлорирование модифицирующего элемента ($M\Gamma$); транспорт $M\Gamma$ поверхности осаждения; адсорбцию $M\Gamma$ и H_2 на поверхности; химическую реакцию между адсорбированными веществами ($M\Gamma + H_2$) с галогенидом ($H\Gamma$); диффузию модифицирующего элемента в алмазное зерно, частицы.

Стадийность протекания газотранспортных реакций можно представить следующим образом:

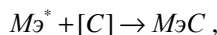
- хлорирование модифицирующего элемента



- транспорт и адсорбция $M\Gamma$ и H_2 на поверхность осаждения (алмаза);
- реакция разложения между адсорбированными веществами



- процесс карбидообразования по реакции присоединения



где $M\Gamma$ – модифицирующий элемент покрытия (Si, B и др.); $H\Gamma$ – галогенид; $[C]$ – зёрна, частицы алмаза (поверхность осаждения); $M\Gamma^*$ – атомарный модифицирующий элемент, формирующий покрытие на поверхности алмаза.

Таким образом, проведенные исследования позволили обосновать высокую эффективность процессов, основанных на газофазном осаждении из хлорсодержащих сред карбидообразующих элементов. Для реализации процессов достаточно использовать электропечь (без необходимости применения доро-

гостящего оборудования – вакуумных печей), с обеспечением получения высококачественных покрытий из широкого круга карбидообразующих элементов, основанных на образовании химических соединений в системе «алмаз – покрытие».

После проведенной операции модифицирования на частицах алмазного порошка образовывается пленка из карбидообразующего элемента. При термобарическом спекании формируется однородная микроструктура поликристаллического композиционного сверхтвердого материала, содержащего микрочастицы алмаза, прочно соединенные между собой карбидной сеткой из карбидов кремния и бора, упрочненной наночастицами алмаза.

Предложенные модельные представления процесса получения композиционных алмазных материалов с повышенными физико-механическими свойствами на основе термобарического спекания композиции, содержащей предварительно модифицированные карбидообразующими элементами микро- и нанопорошки алмаза, отражают формирование в процессе спекания бимодальной структуры композита, включающей пространственный каркас из микроразмерных частиц алмаза, обеспечивающих прочностные характеристики и функциональные свойства композиционного материала на макроуровне, и упрочненную наноалмазными частицами карбидную сетку с высокой прочностью соединения на границе «микроалмаз – карбид», обуславливающую когезионную прочность спеченного композита на микроуровне.

При термобарическом спекании в диапазоне температур 1875...1925 °С, давлении 6,2...6,7 ГПа при концентрации добавки порошка УДА(В) 17,6...22,4 масс.% происходит образование межзеренных связей в алмазе за счет пластической деформации материала, что проявляется, в частности, в повышении механических характеристик поликристаллов. Данный механизм является преимущественным при спекании исследуемого композиционного материала, так как в таком режиме термобарической обработки фиксируется повышение физико-механических характеристик (HV и K_{IC}) получаемых компактов.

Результаты исследования свидетельствуют, что взаимодействие АСМ с кремнием и УДА с бором носит диффузионный характер, и при спекании под высоким давлением между исходными фазами композита и модифицирующего элемента происходит процесс реакционной диффузии с образованием соединений в зоне контактов частиц. Возникающие химические соединения обеспечивают прочное сцепление зёрен алмаза с УДА с частицами наполнителя и частиц наполнителя между собой. Вместе с тем следует отметить, что химическое взаимодействие зёрен алмаза и наполнителя протекает в очень узких приконтактных слоях, не затрагивая основного объема микрозёрен алмаза. Это обеспечивает высокие физико-механические характеристики композита.

Оптимизация процесса получения ПКСТМ состава АСМ(Si)+УДА(В) по критериям рационального сочетания твердости и трещиностойкости спеченного композита ($HV = 58...60$ ГПа, $K_{IC} = 8,5...9,0$ МПа·м^{1/2}) показала, что технологические параметры процесса термобарического спекания должны соответствовать следующим диапазонам: температура спекания $T = 1900 \pm 25$ °С; давление $P = 6,5 \pm 0,25$ ГПа при продолжительности спекания $t = 10...20$ с и концентрации добавки порошка УДА $C_{УДА} = 20 \pm 2,5$ масс. %.

Область применения алмазных композитов с бимодальной структурой. На основе модифицированных алмазных микро- и нанопорошков путем спекания в условиях высоких давлений и температур получены поликристаллические блоки (компакты) для изготовления правящего инструмента (карандаши, иглы), который может использоваться при правке шлифовальных кругов (рисунок 7).



Рисунок 7. – Поликристаллические блоки (а) и правящий инструмент (б – карандаш; в – игла), изготовленные на основе ПКСТМ из модифицированных микро- и нанопорошков алмаза

Результаты испытаний показали, что экспериментальные образцы каждого из видов правящего алмазного инструмента, изготовленного с использованием ПКСТМ с бимодальной структурой, по эксплуатационным показателям превышают требования соответствующих стандартов. Так, для правящих алмазных карандашей усредненное значение удельной производительности составило 38,5 см³/мг (по ГОСТ 607-80

должно быть не менее $34,0 \text{ см}^3/\text{мг}$), а для правящих алмазных игл усредненный расход алмаза на 1000 правок при длине правки 16 мм составил 41,0 мг (по ГОСТ 17564-85 – не более 43,6 мг).

Закключение. Получение беспористого поликристаллического материала на основе микропорошка алмаза возможно при использовании высоких давлений (свыше 8 ГПа) и температур (свыше 2000 °С), что экономически неоправданно из-за низкой стойкости дорогостоящих АД. Модифицирование микро- и нанопорошков алмаза карбидообразующими элементами и формирование структуры композита с бимодальным строением позволяет повысить физико-механические характеристики спеченных ПКСТМ (плотность, твердость, трещиностойкость) при снижении параметров спекания (давление и температура).

Преимущества получаемого поликристаллического алмазного материала с бимодальной структурой на основе модифицированных микро- и нанопорошков алмаза реализуются через следующие механизмы:

- повышение плотности ПКСТМ за счет увеличения насыпной плотности композиции в результате заполнения межзеренных пустот микропорошка частицами наноалмаза и их агломератами;
- улучшение прессуемости алмазных микро- и нанопорошков за счет формирования на их поверхности пленок, снижающих трение, при модифицировании химико-термической обработкой;
- повышение термостойкости и замедление процесса графитизации алмаза при спекании за счет появления на поверхности микро- и нанопорошков алмаза карбидной пленки в результате их модифицирования;
- формирование прочной карбидной сетки за счет реакционного спекания композиции из модифицированных карбидообразующими элементами микро- и нанопорошков алмаза;
- использование наноалмазов детонационного синтеза, характеризующихся высокой удельной поверхностью и повышенным количеством дефектов, способствует улучшению спекаемости композиции за счет ускорения диффузионных процессов.

Оптимизация процесса получения ПКСТМ состава АСМ(Си)+УДА(В) по критериям рационального сочетания твердости и трещиностойкости спеченного композита ($HV = 58...60 \text{ ГПа}$, $K_{IC} = 8,5...9,0 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$) показала, что технологические параметры процесса термобарического спекания должны входить в следующие диапазоны: температура спекания $T = 1900 \pm 25 \text{ °С}$; давление $P = 6,5 \pm 0,25 \text{ ГПа}$ при продолжительности спекания $t = 10...20 \text{ секунд}$ и концентрации добавки порошка УДА $C_{УДА} = 20 \pm 2,5 \text{ масс. \%}$.

Одна из рациональных областей применения алмазных композитов с бимодальной структурой – правящий алмазный инструмент (карандаши, иглы).

ЛИТЕРАТУРА

1. Скороход, В.В. Консолидированные наноструктурные материалы / В.В. Скороход, А.В. Рагуля. – Киев : Наукова думка, 2007. – 374 с.
2. Гусев, А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии / А.И. Гусев. – М. : ФИЗМАТЛИТ, 2005. – 416 с.
3. Андриевский, Р.А. Наноструктурные материалы / Р.А. Андриевский, А.В. Рагуля. – М. : Академия, 2005. – 192 с.
4. Жорник, В.И. Разработка физической модели процесса структурообразования поликристаллического сверхтвердого материала с бимодальной структурой на основе модифицированных алмазных порошков / В.И. Жорник, А.М. Парницкий, В.Т. Сенють // Механика машин, механизмов и материалов. – 2018. – № 3 (44). – С. 83–91.
5. Наноалмазы детонационного синтеза : получение и применение / П.А. Витязь [и др.] ; под общ. ред. П.А. Витязя. – Минск : Беларус. навука, 2013. – 381 с.
6. Катаев, С.А. Алмаз-карбидный композиционный материал «Скелетон» для теплопроводов в изделиях электронной техники / С.А. Катаев, В.С. Сидоров, С.К. Гордеев // Электроника : НТБ, 2011. – № 3. – С. 60–64.

Поступила 05.02.2019

COMPOSITE MATERIALS WITH BIMODAL STRUCTURE BASED ON MICRO- AND NANOPOWDERS OF DIAMOND

V. ZHORNIK

It is shown that the introduction of the diamond nanopowders into the initial mixture containing of diamond micropowders, as well as modification of micro- and diamond nanopowders by the carbide-forming elements (silicon, boron), allows to reduce the level of sintering modes (temperature, pressure) and to form the bimodal structure of a polycrystalline composite superhard material with enhanced physico-mechanical characteristics (density, hardness, crack resistance). One of the rational areas of application of diamond composites with a bimodal structure is the adjusting diamond tools (pencils, needles).

Keywords: composite materials, diamond micro powders, modification, bimodal structure.